

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-297547

(43)Date of publication of application : 21.10.1992

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/14

(21)Application number : 03-085872

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 27.03.1991

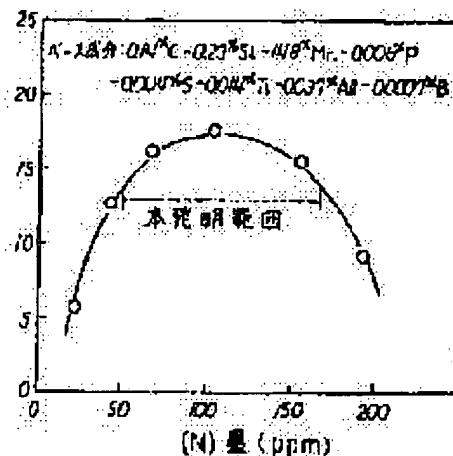
(72)Inventor : SAITO NAOKI
YAMABA RYOTA

(54) STEEL FOR EXTREMELY THICK ULTRAHIGH HEAT INPUT EXCELLENT IN TOUGHNESS IN WELD HEAT-AFFECTED ZONE AFTER STRESS RELIEF ANNEALING

(57)Abstract:

PURPOSE: To obviate heat treatment after stress relief annealing in an extremely thick steel plate having $\geq 100\text{mm}$ plate thickness requiring stress relief annealing after ultrahigh heat input welding.

CONSTITUTION: This is a steel contg. 0.1 to 0.25% C, 0.01 to 0.5% Si, 0.5 to 2.0% Mn, 0.05 to 0.5% Mo, 0.005 to 0.020% Ti, 0.0004 to 0.0020% B, 0.005 to 0.06% Al, 0.002 to 0.008% S, $\leq 0.01\%$ P, 0.0050 to 0.0150% N and the balance Fe with inevitable impurities. Or, this steel is furthermore incorporated with one or two kinds of 0.2 to 1.5% Cu and 0.2 to 3.0% Ni.



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平4-297547

(43) 公開日 平成4年(1992)10月21日

(51) Int.Cl.⁵C 2 2 C 38/00
38/14

識別記号 庁内整理番号

3 0 1 A 7217-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平3-85872

(22) 出願日 平成3年(1991)3月27日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 斎藤 直樹

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 山場 良太

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

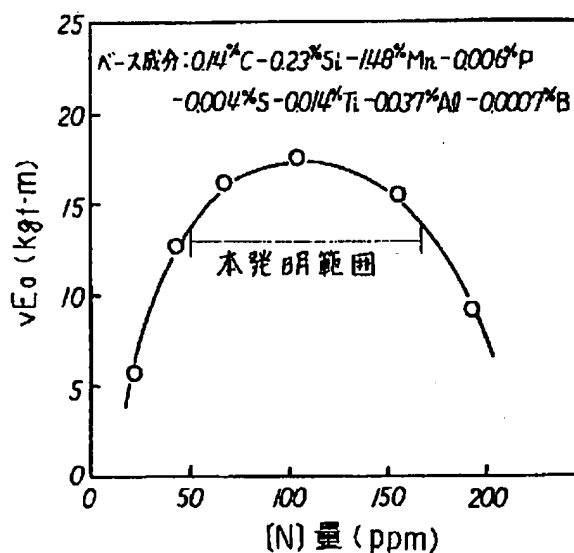
(74) 代理人 弁理士 秋沢 政光 (外1名)

(54) 【発明の名称】 応力除去焼鈍後の溶接熱影響部靱性の優れた極厚超大入熱用鋼

(57) 【要約】

【目的】 超大入熱溶接後応力除去焼鈍を必要とする板厚100ミリ以上の極厚鋼板において、応力除去焼鈍後の熱処理を省略する。

【構成】 C:0.1~0.25%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.5~2.0%、Mo:0.05~0.5%、Ti:0.005~0.020%、B:0.0004~0.0020%、Al:0.005~0.06%、S:0.002~0.008%、P:0.01%以下、N:0.0050~0.0150%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼。または、これにさらにCu:0.2~1.5%、Ni:0.2~3.0%の1種または2種を含有する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%として、C : 0.1 ~ 0.25%、Si : 0.01 ~ 0.5%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、S : 0.002 ~ 0.008%、P : 0.01%以下、Ti : 0.005 ~ 0.020%、Mo : 0.05 ~ 0.5%、Al : 0.005 ~ 0.06%、B : 0.0004 ~ 0.0020%、N : 0.0050 ~ 0.0150%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる応力除去焼鈍後の溶接熱影響部靱性の優れた極厚超大入熱用鋼。

【請求項2】 重量%として、Cu : 0.2 ~ 1.5%、Ni : 0.2 ~ 3.0%の1種または2種を含有する請求項1記載の応力除去焼鈍後の溶接熱影響部靱性の優れた極厚超大入熱用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は板厚が100mm以上の水力発電所水車用ケーシング等の超大入熱溶接後、応力除去焼鈍(PWHT)を必要とする構造用鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】溶接構造物の安全性確保から、板厚が厚く、外部応力が問題になる場合、一般に溶接後、残留応力除去のためのPWHTが行われる。

【0003】一方、最近の構造物建造コストの削減から、板厚100mmを超える極厚鋼でも1パス溶接が可能なエレクトロスラグ溶接が適用されている。しかしながら、この溶接法は、板厚が厚くなるのに伴い溶接入熱が著しく増大し、例えば100mm程度の板厚の鋼材を溶接するためには1500kJ/cm程度と非常に大きな溶接入熱を与える必要がある。このため溶接熱影響部(以降、HAZと呼ぶ)のミクロ組織は著しく粗大化する。一般の構造用鋼を溶接した場合、80K鋼等の高張力鋼を除いて、PWHT後の靱性低下はあまり顕著でない。しかしながら、先に述べたエレクトロスラグ溶接等の超大入熱溶接を実施した鋼材では、通常のHAZ組織に比べ粗大なミクロ組織、すなわち、旧オーステナイト粒界から成長する粗大な粒界フェライト、粒内に成長する上部ベイナイト的な粗いフェライト組織等を呈するために、溶接ままでの靱性低下が生じるばかりでなく、PWHTにより粒界炭化物の粗大化やPによる粒界脆化が起こり靱性が低下する。

【0004】このために、現状、PWHT後、再度、焼準処理等の熱処理を実施して靱性の回復を図っており、この再熱処理により大幅なコスト増が問題となっている。

【0005】以上の問題に対し、例えば特開昭58-31065公報に開示されているような造船用、海洋構造物用等に開発されている大入熱用鋼の適用も検討された

が、溶接入熱が極めて大きいエレクトロスラグ溶接では、TiN等の結晶粒の粗大化を抑える析出部が溶解するため、靱性の改善効果は小さく、かつPWHTを実施すると、先に述べた粒界炭化物の粗大化によりさらに靱性が低下する。また、これら既存の大入熱鋼は一般にC添加量は0.1wt%以下であり、100mm以上の極厚鋼への適用には強度確保からその適用に問題がある。

【0006】また、最近では、HAZ靱性の積極的向上の観点から粒内フェライトによる靱性改善も検討されているように、脱酸生成物+TiN+MnSの複合析出物を変態核としたもの、あるいは特開昭59-185760号公報および特開昭60-245768号公報に開示されているTiの酸化物、窒化物とMnSの複合析出物を変態核としたもの等、多くの発明がある。しかしながらこれらの発明は造船用鋼、海洋構造物用鋼への適用を考えており、板厚も薄く、入熱範囲も本発明で意図している極厚鋼の超大入熱溶接よりも低い範囲である。このような従来発明鋼に対し、本発明の意図している超大入熱溶接を適用すると、入熱が著しく高いために、高温での滞留時間が非常に長く、母材中に析出しているTi窒化物が溶解してしまい、粒内フェライトの変態核および微細析出物による結晶粒の細粒化効果が消失してしまう欠点があった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は超大入熱溶接を行う極厚鋼において、PWHT後でも良好な靱性を有する鋼材を提供し、従来実施してきた靱性回復のための熱処理を省略せしめ、大型構造物の制作コストを大幅に低減することを目的としてなされたものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、重量%として、C : 0.1 ~ 0.25%、Si : 0.01 ~ 0.5%、Mn : 0.5 ~ 2.0%、S : 0.002 ~ 0.008%、P : 0.01%以下、Ti : 0.005 ~ 0.020%、Mo : 0.05 ~ 0.5%、Al : 0.005 ~ 0.06%、B : 0.0004 ~ 0.0020%、N : 0.0050 ~ 0.0150%を含有し、またはこれに強度改善のためCu : 0.2 ~ 1.5%、Ni : 0.2 ~ 3.0%の1種または2種を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる応力除去焼鈍後の溶接熱影響部靱性の優れた極厚超大入熱用鋼である。

【0009】本発明者らは上記の大型構造物の制作のネックになる溶接熱影響部におけるPWHT後の靱性改善方法を考察し、①溶接ままでのミクロ組織を細粒化させること、②溶接ままのミクロ組織中の炭化物サイズを小さくし分散させること、③P等粒界脆化元素の靱性阻害効果を低減させること、がPWHT後の靱性向上につながると考えた。

【0010】すなわち、①は溶接ままでの靱性改善を図

ることでPWH T後の韌性向上を図ることである。②はPWH T時の韌性低下要因を検討した結果見いだしたもので、本発明の対象とする鋼材では、溶接ままのミクロ組織がフェライト、パーライトの混合組織となり、PWH T中に炭化物が凝集、粗大化し、これが韌性低下の最も大きな要因であることが分かった。従って、韌性の抜本的改善のためには、炭化物のサイズを小さくすると同時に、凝集しにくくするために炭化物の分散を図ることが重要である。③は一般に言われている粒界脆化元素の低減である。

【0011】上記の韌性向上に関わる基本的な考えをベースに、本発明者らは具体的な方法を多くの実験から考察した結果、以下の2点を究明するにいたった。

【0012】(1) 入熱量が極めて大きい超大入熱溶接では、粒内フェライト組織による組織微細化にはNを多量に添加し、かつBを適量添加することにより、溶接ままの韌性が大幅に向上する。

【0013】(2) Moを適量添加すると溶接時のフェライトをより微細化でき、かつ、炭化物サイズを小さくし、その分散を図りPWH T後の韌性低下を抑制できる。

【0014】

【作用】以下、本発明の作用を詳細に説明する。

【0015】まず、本発明において鋼成分を上記のように限定した理由を述べる。

【0016】C : Cは強度確保に必要な元素であるが、本発明の意図する板厚が100mm以上の極厚鋼の製造には0.1%を超える量の添加が必要であるが、0.25%を超えるとHAZ韌性の低下を招くために、その含有量の範囲を0.1~0.25%とする。

【0017】Si : Siは製鋼上脱酸元素として必要な元素であり、鋼中に0.01%は含有されるが、0.5%を超えると母材、HAZ韌性を低下させる。したがって、その範囲を0.01~0.5%とする。

【0018】Mn : Mnは強度、韌性の確保に必要な元素である。しかしながら、2.0%を超えるとHAZ韌性が著しく低下し、逆に、0.5%未満では母材の強度確保が困難になるためにその範囲を0.5~2.0%に制限する。

【0019】S : Sは本発明において、HAZ韌性の向上をもたらす粒内フェライトの変態核として働くMnSの析出に必要な元素であり、0.002%以上の添加を必要とするが、多量な添加はMnSの粗大化を招くためその上限を0.008%とする。

【0020】P : Pは粒界脆化元素であり出来るだけ低減するのが望ましいが、0.01wt%以下では脆化の程度が小さいためその上限を0.01wt%とする。

【0021】Ti : Tiは本発明においてHAZ韌性の向上をもたらすTiNを析出させるのに必須な元素であり、0.020%を超える添加では窒化物だけでなく炭

化物も形成され、母材の韌性が著しく低下し、逆に、0.005%未満の含有量ではHAZ韌性向上に有効なTiNが確保されない。したがって、その範囲を0.005~0.020%に制限する。

【0022】Mo : Moは一般に炭窒化物を形成し、強度の向上をもたらす元素であるが、本発明においては一部フェライト中に固溶し、フェライトの変態温度を下げ、粒内フェライトを細粒化すると同時に、PWH T時のセメンタイトの粗大化を抑える働きがある。したがって、そのためには、0.05%以上の添加が必要になるが、過剰な添加は炭窒化物の多量な生成を招くために、その上限を0.5%とする。

【0023】Al : Alは脱酸元素として通常の溶製法である限り、鋼中に0.005%は含有されるが、0.06%を超えると韌性を阻害するためにその上限を0.06%とする。

【0024】B : Bは周知のように、粒界からのフェライト成長を抑制する元素であり、本発明では溶接後のミクロ組織細粒化の観点から、粒界フェライトを抑制する作用を利用している。従って、0.0004%以上の添加が必要になるが、過剰な添加は多量の窒化物の形成を伴い、韌性を低下させる。従って、その上限を0.0020%とする。

【0025】N : NはHAZ韌性の向上をもたらすTiNの形成に必要な元素である。本発明においては、超大入熱溶接を行っても韌性の向上を図るために、TiNの個数を確保する必要からN量を制限する。すなわち、その添加量が0.005%未満になると、必要なTiNの個数を確保することができず、0.0150%を超えると、鋼中に多量に固溶し、脆化組織の生成を招く。

【0026】また、本発明では、強度の確保からCu、Niの1種または2種を選択して添加できる。

【0027】Cu : Cuは韌性を低下させずに強度を上昇させるのに有効であるが、0.2%未満ではその効果がなく、1.5%を超えると鋼片加熱時や溶接時の溶接部に熱間割れを生じやすくする。したがって、その含有範囲を0.1~1.5%とする。

【0028】Ni : Niは焼入れ性を上昇させ、強度の向上が得られるとともに、マトリックスに固溶し韌性も向上させるが、0.2%未満の含有量ではその効果が認められず、3.0%以上では溶接性が低下するためその上限を3.0%とする。

【0029】図1に図中の基本成分系を有するN添加量を変化させた鋼において、超大入熱相当の熱サイクルを与えた後、0℃での衝撃値を調べた結果を示す。先に引用した従来の発明では、N量は脆化組織の低減から、0.004~0.005%が上限であった。しかしながら、本発明の意図する超大入熱溶接の場合、明らかに本発明範囲である、0.005%~0.015%のN添加により韌性が急激に向上する傾向が認められる。これ

5

は、先に述べたように、超大入熱溶接では高温での滞留時間が長く、変態核として多量のTi窒化物を生成させる必要から、通常の溶接における最適値(0.005%以下)とはその範囲が異なるためである。

【0030】また、図2にMo無添加鋼および0.1% Mo添加鋼(板厚120mm)において、入熱2000 kJ/cmの超大入熱溶接後のミクロ組織の変化を示す。図で明らかなように、0.1%のMo添加で粒内フェライト組織がより微細化しており、それと共にフェライト間に存在する炭化物群のサイズが小さくなると同時に、Mo無添加鋼に比較して明らかに細かく分散している。以上の実験結果から、NおよびMoの適量を同時に添加することで、微細なフェライト組織が得られると同時に、炭化物サイズの細粒化、その分散が図れることが分かる。

【0031】図3は同じ同一成分系を625℃で8時間PWHTを行った後の溶接ままからの靱性変化を示した図である。図中、本発明鋼である0.1% Mo添加鋼は、Mo無添加鋼に比べ、PWHT後の靱性低下が小さく、本発明鋼が優れた靱性を有することが分かる。

【0032】鋼板の製造にあたっては、上記の成分系を

6

有する鋼を転炉、電気炉等で溶製し、連続鋳造、あるいは造塊分塊法により鋼片を鋳造する。その後、厚板加熱、熱間圧延を施し所定の厚みの鋼板を製造する。厚板加熱以降の製造条件については、現在公知になっている技術の種々の技術を適用してもHAZの性質にはなんら影響を及ぼさない。また、母材の機械的性質を向上させるために、熱間圧延後、適当な熱処理を施しても差し支えない。

【0033】

10 【実施例】次に本発明の実施例について示す。

【0034】表1に示す組成を有する鋼を溶製して得た鋼片を、それぞれ厚板加熱、熱間圧延および熱処理を実施し、板厚120~320mmの鋼板を製造した。その後、母材の機械試験を実施した。また、超大入熱溶接のHAZ靱性を調べるために、最高加熱温度1400℃、800から500℃の冷却時間が750秒の熱サイクルを与えた後、625℃で8時間のPWHTを行い、同じく衝撃試験を行った。表2に製造条件と試験結果を示す。

20 【0035】

【表1】

(重量%)

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	Cr	Ni	Mo	B	N	備考
A	0.12	0.24	1.45	0.003	0.003	0.012	0.035			0.10	0.0008	0.0084	本発明
B	0.13	0.23	0.38	0.002	0.004	0.011	0.033	0.25	0.36	0.05	0.0007	0.0075	比較鋼
C	0.15	0.28	0.72	0.004	0.003	0.014	0.032			0.35	0.0011	0.0091	本発明
D	0.12	0.29	1.57	0.003	0.001	0.004	0.039			0.12	0.0008	0.0076	比較鋼
E	0.17	0.34	1.37	0.007	0.002	0.018	0.032			0.10	0.0001	0.0112	比較鋼
F	0.12	0.26	1.36	0.004	0.005	0.013	0.028			0.21	0.0008	0.0034	比較鋼
G	0.11	0.29	0.79	0.005	0.004	0.014	0.034	0.72	1.02	0.17	0.0007	0.0083	本発明
H	0.11	0.27	0.65	0.005	0.003	0.013	0.028	0.35	2.56	0.18	0.0012	0.0138	本発明
I	0.14	0.25	0.83	0.004	0.002	0.016	0.034		3.32	0.12	0.0009	0.0098	比較鋼
J	0.05	0.23	1.46	0.002	0.004	0.012	0.026	0.34	0.39	0.11	0.0009	0.0088	比較鋼
K	0.21	0.27	0.68	0.005	0.003	0.016	0.039	0.57	0.68	0.28	0.0004	0.0103	本発明
L	0.12	0.12	1.83	0.004	0.003	0.014	0.021	0.43	0.54	0.14	0.0008	0.0084	本発明
M	0.13	0.41	1.41	0.005	0.001	0.007	0.038		0.98	0.23	0.0007	0.0094	本発明
N	0.13	0.29	1.37	0.008	0.002	0.014	0.037	0.91	0.88	0.15	0.0017	0.0131	本発明
O	0.12	0.24	1.48	0.008	0.001	0.015	0.032	0.52		0.12	0.0009	0.0810	本発明

鋼	鋼 加熱温度 (°C)	仕 上 板 (mm)	熱 処 理 (°C)	母 材 強 度		熱 サ イ ク ル ま ま の 衝 撃 値		考 備
				Y P (kgf/mm ²)	T S (kgf/mm ²)	溶 接 ま ま ($\frac{\text{kgf-m}}{\text{VE at } 0^\circ\text{C}}$)	PWHT後の低下 vTrs (°C)	
A	1200	120	焼準処理	34.6	52.5	21.6	-6	本発明
B	1200	120	焼準処理	26.4	39.6	18.2	-8	比較鋼
C	1200	200	焼準処理	32.1	47.2	14.3	-12	本発明
D	1050	120	焼準処理	33.1	51.5	3.1	-25	比較鋼
E	1200	150	焼準処理	32.5	51.2	2.6	-28	比較鋼
F	1200	150	焼準処理	33.5	52.7	3.4	-35	比較鋼
G	1200	250	焼準処理	32.4	52.3	24.6	-5	本発明
H	1200	320	焼準処理	31.3	51.2	19.4	-7	本発明
I	1200	120	焼準処理	32.8	52.4	4.8	-25	比較鋼
J	1050	120	焼準処理	23.6	38.0	17.8	-8	比較鋼
K	1150	120	焼準処理	32.1	51.4	18	-10	本発明
L	1200	320	焼準処理	36.7	54.8	13	-8	本発明
M	1200	320	焼準処理	35.3	53.9	18.3	-11	本発明
N	1150	120	焼準処理	32.7	51.4	14.1	-9	本発明
O	1200	150	QT処理	34.2	54.1	12.8	-5	本発明

【0037】本発明鋼(A, C, G, H, K, L, M, N, O)の母材の引張強度はすべて40kgf/mm²以上および熱サイクルままの衝撃値は、すべて良好な値を示しており、PWHT後の靱性低下も-5~-12℃程度と小さい。

【0038】これに対し、鋼B, D, E, F, I, Jは本発明範囲を逸脱しているものである。その中で、鋼D, E, Fは本発明の重要な元素であるTi, B, Nの範囲を逸脱しているものであり、母材の強度は良好な値を示しているが、熱サイクル衝撃値が著しく低下している。

【0039】鋼B, JはMnおよびC量が低く、本発明範囲外である。この場合、HAZ靱性は良好であるが、母材の引張強度が40kgf/mm²未満であり強度確保が困難になる。

【0040】鋼Iは強度改善元素の中で、Ni添加量が本発明範囲を超えて多量に添加された例である。この場合、母材強度は優れているが、焼入れ性の増加によりHAZミクロ組織に島状マルテンサイト等の脆化組織が生成し、HAZ靱性が低下する。

【0041】

【発明の効果】本発明の組成範囲をもった板厚100mm以上の極厚鋼を製造することで、従来、靱性の確保から実施していたPWHT後の熱処理を省略でき、大幅なコストダウンを実現できると同時に、構造物の安全性が飛躍的に増大させることができる。

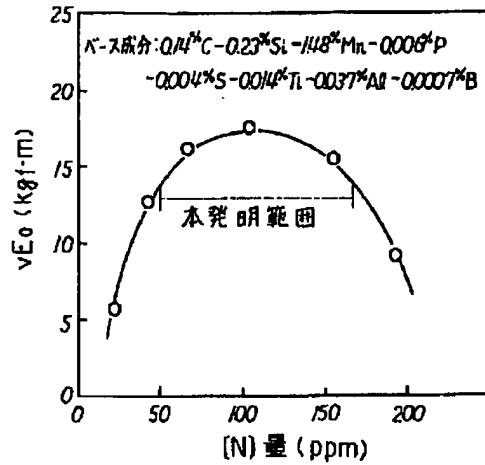
【図面の簡単な説明】

【図1】図中の基本成分系を有するN添加量を変化させた鋼において、超大入熱相当の熱サイクルを与えた後、0℃での衝撃値を調べた図である。

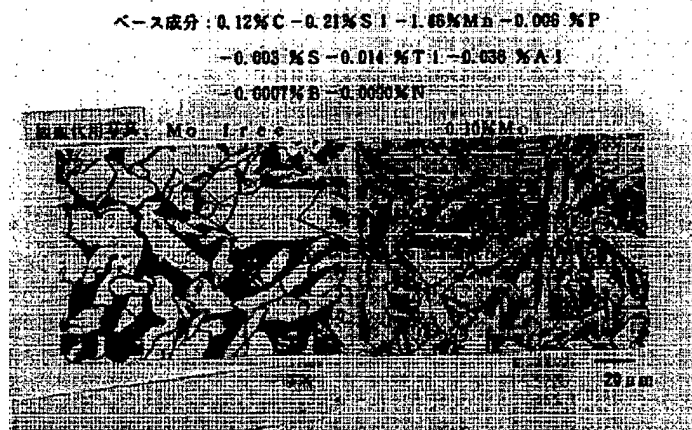
【図2】Mo無添加鋼および0.1%Mo添加鋼(板厚120mm)において、入熱2000kJ/cmの超大入熱溶接後のミクロ金属組織の変化を示す写真である。

【図3】同じ同一成分系を625℃で8時間PWHTを行った後の溶接ままからの靱性変化を示す図である。

【図1】



【図2】



【図3】

